

ANÁLISIS DEL EFECTO ENTALLA EN LA TENACIDAD APARENTE Y EN LOS MICROMECHANISMOS DE ROTURA DEL ACERO S275JR EN CONDICIONES DE LOWER SHELF

S. Cicero^{1*}, T. García¹, V. Madrazo¹, E. Ruiz¹

¹Dpto. Ciencia e Ingeniería del Terreno y de los Materiales, Universidad de Cantabria, Av/ Los Castros s/n, 39005, Santander, Cantabria

*E-mail: ciceros@unican.es

RESUMEN

La resistencia a fractura de los materiales es generalmente mayor en condiciones entalladas que en condiciones fisuradas. En otras palabras, cuando el radio de entalla crece se produce igualmente un aumento de la tenacidad aparente a fractura, que es aquella observada en condiciones entalladas. Este artículo presenta un análisis del efecto entalla en el acero S275JR cuando opera a temperaturas pertenecientes al Lower Shelf del material, es decir, aquellas temperaturas en las cuales la fractura del material en condiciones fisuradas se produce por clivajes. Para ello se desarrolla un programa experimental en el cual se ensayan probetas CT a dos temperaturas diferentes pertenecientes al Lower Shelf del material (-90°C y -120°C), con radios de entalla que varían de 0 mm (fisuras) hasta 2.0 mm. Además se realiza un análisis por elementos finitos con el objetivo de validar las predicciones de tenacidad aparente proporcionadas por la Teoría de las Distancias Críticas. Los resultados muestran que dicha teoría proporciona predicciones ajustadas de la tenacidad aparente del material bajo las condiciones de ensayo contempladas en este trabajo.

El trabajo se completa con el análisis de la evolución de los micromecanismos de fractura con el radio de entalla, observándose una relación directa entre tal evolución y las observaciones de tenacidad aparente a fractura.

ABSTRACT

The fracture resistance of materials is normally higher in notched conditions than in cracked conditions. In other words, when the notch radius increases there is also an increase in the apparent fracture toughness, which is that exhibited in notched conditions. This paper presents an analysis of the notch effect on ferritic-pearlitic steel S275JR operating within its corresponding lower shelf. With this aim an experimental programme on CT specimens is carried out, covering two different temperatures (-90°C and -120°C) and notch radii varying from 0 mm (crack type defects) up to 2.0 mm. Moreover, the research includes a finite elements analysis of the tested specimens, with the aim of validating the apparent fracture toughness predictions provided by the Theory of Critical Distances. The results have shown how this theory provides reasonable predictions of the apparent fracture toughness of the material.

The research is completed with the analysis of the evolution of fracture micromechanisms when the notch radius increases, revealing a direct relation between this evolution and the apparent fracture toughness observations.

PALABRAS CLAVE: efecto entalla, Teoría de las Distancias Críticas, tenacidad aparente, Lower Shelf.

1. INTRODUCCIÓN

Los componentes estructurales entallados presentan una resistencia a fractura, denominada tenacidad aparente a fractura, que es mayor que la tenacidad a fractura observada en componentes fisurados [1-6]. Por lo tanto, si las entallas son tratadas como fisuras en las evaluaciones de integridad estructural, los resultados obtenidos pueden ser excesivamente conservadores. Esto justifica la necesidad de desarrollar metodologías de evaluación que tengan en cuenta la naturaleza de las

entallas, dando lugar a resultados más ajustados a la realidad física del problema.

El análisis del comportamiento a fractura de las entallas se puede realizar con dos tipos de criterios bien diferenciados: el criterio global, análogo al análisis a fractura de componentes fisurados y en el cual el factor de intensidad de tensiones de entalla es comparado con su correspondiente valor crítico; y los criterios locales, que se basan en el campo de tensiones y deformaciones en el fondo del defecto. De entre estos últimos,

destacan el Método del Punto (MP) y el Método de la Línea (ML), siendo ambos dos metodologías incluidas en la Teoría de las Distancias Críticas (TDC). Esta teoría (y sus diferentes aproximaciones) puede ser aplicada en el análisis de la capacidad resistente de componentes estructurales en presencia de cualquier tipo de concentrador de tensiones, desde probetas lisas sin defectos hasta fisuras. Su aplicación es particularmente simple cuando se aplican el MP o el ML, dos metodologías que además permiten obtener estimaciones de la tenacidad aparente a fractura de materiales en condiciones entalladas. En la sección 2 de este trabajo se presenta una descripción más detallada de la TDC y de sus diferentes metodologías.

Los principales objetivos de este trabajo son analizar el efecto entalla en la tenacidad aparente a fractura del acero S275JR cuando opera en la región del Lower Shelf, validar el uso de la TDC en el análisis de dicho efecto entalla y relacionar, si es posible, la evolución del comportamiento resistente del material con los mecanismos de fractura.

La investigación se centra en el Lower Shelf del material analizado. Como muestra la Figura 1, es ampliamente conocido que la resistencia a fractura de los aceros ferrítico-perlíticos presenta una clara dependencia con la temperatura, con un comportamiento frágil (en condiciones fisuradas) a bajas temperaturas (Lower Shelf), comportamiento dúctil a altas temperaturas (Upper Shelf), y un comportamiento de transición entre ambas situaciones extremas (Zona de Transición Dúctil-Frágil, ZTDF) [7]. Por lo tanto, este trabajo analiza aquellas situaciones en las que el acero ferrítico-perlítico estudiado presenta un comportamiento frágil en condición fisurada.

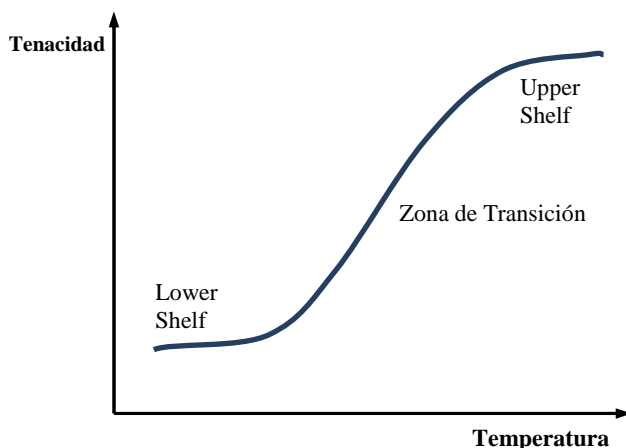


Figura 1. Esquema de las regiones de comportamiento a fractura en aceros ferrítico-perlíticos.

2. ANÁLISIS DE ENTALLAS MEDIANTE LA TEORÍA DE LAS DISTANCIAS CRÍTICAS

La TDC es en realidad un conjunto de metodologías que tienen en común el hecho de que en las

evaluaciones en rotura utilizan un parámetro característico del material con unidades de longitud (la distancia crítica) [3]. Los orígenes de la TDC se localizan a mediados del siglo XX con los trabajos de Neuber [5] y Peterson [6], pero ha sido en la última década cuando se ha analizado sistemáticamente esta teoría estableciendo su aplicabilidad a diferentes tipos de materiales (ej., metales, cerámicos, polímeros y compuestos), procesos (principalmente fractura y fatiga) y condiciones (eg., elástico-lineal frente elastoplástico).

El parámetro de longitud mencionado anteriormente es normalmente conocido como L (distancia crítica), y su expresión (en análisis de fractura) es:

$$L = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_{mat}}{\sigma_0} \right)^2 \quad (1)$$

Donde K_{mat} es la tenacidad a fractura del material y σ_0 es un parámetro resistente característico del material (tensión inherente), mayor que σ_u , que debe ser calibrado. Sólo en aquellas condiciones donde el comportamiento elástico-lineal se da tanto a escala macroscópica como microscópica (ej., fractura en materiales cerámicos) σ_0 coincide con σ_u .

De entre las metodologías de análisis incluidas en la TDC destacan dos:

- El Método del Punto (MP): es la aproximación más sencilla, y se asume que el fallo se produce cuando la tensión alcanza el valor de la tensión inherente (σ_0) a una distancia del frente de la entalla igual a $L/2$ [3]. Así resulta que el criterio de fallo es:

$$\sigma \left(\frac{L}{2} \right) = \sigma_0 \quad (2)$$

- El Método de la Línea (ML): supone que el fallo se produce cuando la tensión media a lo largo de una longitud determinada, $2L$, alcanza el valor de la tensión inherente, σ_0 . Por lo tanto, la expresión del ML es:

$$\frac{1}{2L} \int_0^{2L} \sigma(r) dr = \sigma_0 \quad (3)$$

Las predicciones usando LM son un poco distintas a las que se obtienen al usar PM [7], pero ambos métodos generan resultados razonablemente parecidos a los datos obtenidos experimentalmente.

Además, la TDC (en sus diferentes versiones) permite analizar componentes entallados de una manera relativamente sencilla. De hecho, el MP y el ML proporcionan expresiones (sus justificaciones pueden encontrarse en [3]), para la tenacidad aparente a

fractura (K_{IN}) de componentes entallados. Esto tiene una gran importancia desde un punto de vista práctico, dado que reduce el análisis a fractura de un componente entallado a un problema equivalente en un componente fisurado con la única particularidad de considerar K_{mat}^N en vez de K_{mat} . El fallo se produce cuando:

$$K_I = K_{mat}^N \quad (4)$$

K_I es el factor intensidad de tensiones para una fisura de las mismas dimensiones que la entalla (salvo el radio) y K_{mat}^N puede obtenerse utilizando las siguientes expresiones (ρ es el radio de entalla):

$$K_{mat}^N = K_{mat} \frac{\left(1 + \frac{\rho}{L}\right)^{3/2}}{\left(1 + \frac{2\rho}{L}\right)} \quad (5)$$

cuando se utiliza el MP,

$$K_{mat}^N = K_{mat} \sqrt{1 + \frac{\rho}{4L}} \quad (6)$$

cuando se utiliza el ML.

3. MATERIAL, PROGRAMA EXPERIMENTAL Y SIMULACIÓN NUMÉRICA

El acero S275JR analizado en este trabajo procedía de una chapa laminada 1000 mm x 2500 mm) de 25 mm de espesor. Su composición química cumplía con la especificación del fabricante, mientras que su microestructura ferrítico-perlítica se muestra en la Figura 2. El tamaño de grano resultante, obtenido según la ASTM E112 [8] resultó 19.4µm.

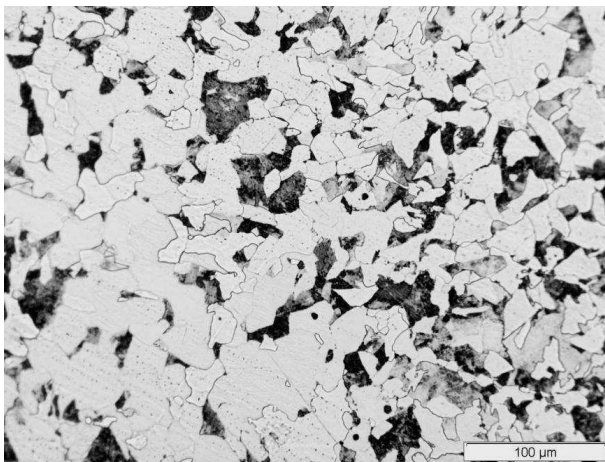


Figura 2. Microestructura ferrítico-perlítica del acero S275JR.

Se realizaron 14 ensayos de fractura en probetas CT fisuradas, con orientación LT, con el objeto de determinar la Temperatura de Referencia del (T_0) del material [7,9]. 6 de las probetas se ensayaron a -10 °C, 4 a -30 °C y 4 a -50 °C, proporcionando un valor de T_0 de -26°C. Una vez determinada T_0 pudieron estimarse las temperaturas del Lower Shelf. Como referencia, se tuvo en cuenta que la Curva Maestra del material, que predice la tenacidad a fractura en ZTDF tiene un rango de validez de $T_0 \pm 50^\circ\text{C}$, por lo que las temperaturas del Lower Shelf han de ser necesariamente inferiores a $T_0 - 50^\circ\text{C}$. Con este criterio se fijaron como temperaturas de ensayo -90 °C (64°C por debajo de T_0) y -120°C (94 °C por debajo de T_0).

Finalmente, se ensayaron a fractura 24 probetas CT a cada una de las dos temperaturas mencionadas, todas ellas con orientación LT y con la geometría mostrada en la Figura 3. La normativa seguida fue la ASTM E1820-11 [10].

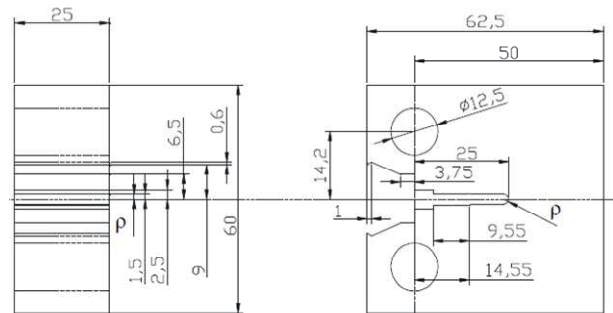


Figura 3. Esquema de la geometría de las probetas (cotas en mm). ρ varía de 0 mm (probetas fisuradas) hasta 2.0 mm

La Tabla 1 y la Figura 4 muestran los resultados de tenacidad aparente a fractura (tenacidad a fractura en el caso de las probetas fisuradas). Los valores de tenacidad aparente se obtienen al aplicar la formulación propuesta para probetas fisuradas en [10] a las probetas entalladas.

Las principales observaciones derivadas de los resultados experimentales son las siguientes:

- La tenacidad a fractura, K_{mat} , obtenida como el valor medio de los obtenidos en probetas fisuradas es de 48.8 MPam^{1/2} a -120°C y de 62.7 MPam^{1/2} a -90°C.
- Se observa un claro efecto entalla a ambas temperaturas, con un significativo aumento de la tenacidad aparente a fractura a medida que aumenta el radio de entalla. En concreto, la tenacidad aparente media de las probetas con radio de entalla de 2.0 mm es 7 veces mayor que la tenacidad a fractura a -120 °C, y 9.6 veces mayor a -90 °C.
- Los valores de tenacidad aparente a fractura obtenidos en probetas entalladas son muy elevados:

a -120 °C el valor medio para probetas con radio de 2.0 mm es 345.0 MPam^{1/2}, con un máximo de 578.2 MPam^{1/2}; a -90°C dicho valor medio es de 604.1 MPam^{1/2}, con un máximo de 830.8 MPam^{1/2}.

- A las dos temperaturas de ensayo, los resultados en probetas con radio de entalla de 2.0 mm presentan la mayor dispersión.

Tabla 1. Resultados de tenacidad aparente a fractura en las probetas ensayadas.

T (°C)	Probeta	ρ (mm)	K_{mat}^N (MPam ^{1/2})
-120	2.1	0	39.2
	2.2		60.4
	2.3		-
	2.4		46.8
	2.5	0.15	75.0
	2.6		77.0
	2.7		94.8
	2.8		93.6
	2.9	0.25	97.4
	2.10		60.3
	2.11		96.5
	2.12		97.9
	2.13	0.5	123.6
	2.14		116.0
	2.15		113.3
	2.16		150.6
	2.17	1	239.6
	2.18		151.4
	2.19		172.9
	2.20		169.3
	2.21	2	167.1
	2.22		578.2
	2.23		389.6
	2.24		245.1
-90	2.25	0	64.6
	2.26		60.5
	2.27		63.1
	2.28		62.7
	2.29	0.15	170.3
	2.30		118.6
	2.31		190.4
	2.32		138.9
	2.33	0.25	154.9
	2.34		122.9
	2.35		168.7
	2.36		132.8
	2.37	0.5	167.7
	2.38		284.2
	2.39		219.5
	2.40		274.7
	2.41	1	458.2
	2.42		333.0
	2.43		443.2
	2.44		437.5
	2.45	2	226.6
	2.46		587.4
	2.47		771.6
	2.48		830.8

- No hay indicios de la presencia de un radio de entalla crítico por debajo del cual el efecto entalla es despreciable. Este radio crítico ha sido documentado en otros trabajos en otros materiales [1-6]. Dicho de otro modo, la introducción del

menor de los radios de entalla analizados en este trabajo (0.15 mm) genera significativos aumentos de la tenacidad aparente a fractura si se compara con los resultados obtenidos en probetas fisuradas.

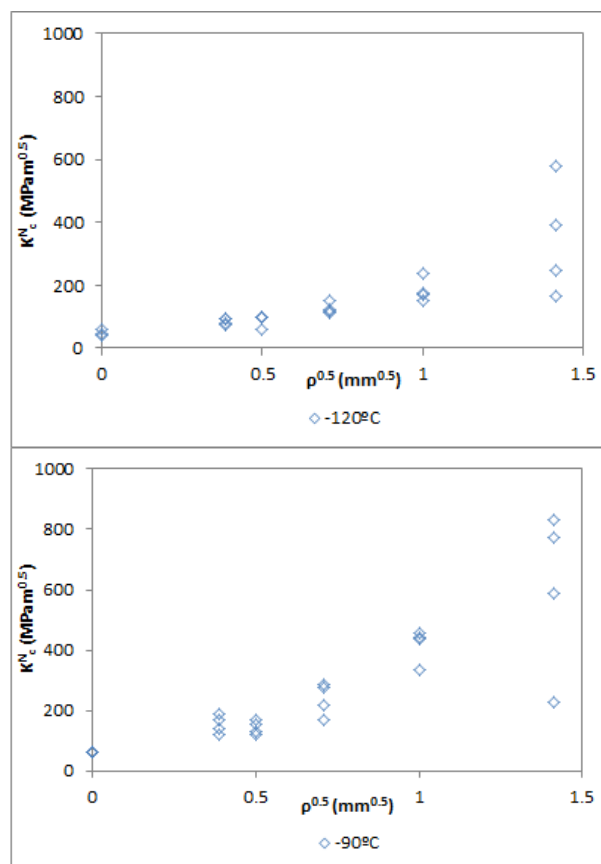


Figura 4. Representación gráfica de los resultados experimentales de tenacidad aparente a fractura.

Finalmente, se realizó una simulación numérica de las probetas ensayadas con el objetivo determinar los estados tensionales (elástico-lineales) de las distintas probetas en el momento de la rotura. Cada condición de ensayo, correspondiente con cada combinación de temperatura y radio de entalla analizado, fue sometida a la carga de rotura media correspondiente, obteniéndose el perfil de tensiones en la línea media de la sección de fractura. Una vez obtenidos los campos tensionales se aplicó el MP con el objetivo de calibrar los parámetros de la TDC. En busca de la mayor simplicidad posible, se utilizaron las curvas correspondientes a las probetas fisuradas y a las probetas con radio de entalla de 0.15 mm. La Figura 5 muestra cómo las curvas se cortan en un único punto que, siguiendo el MP, tiene unas coordenadas ($L/2$, σ_0). Los resultados se recogen en la Tabla 2.

Las principales observaciones son las siguientes:

- Los valores de L parecen ser muy reducidos, pero tienen el mismo orden de magnitud que otros documentados previamente en materiales metálicos (ej., [3]).

- Los valores de L obtenidos tienen el mismo orden de magnitud que el tamaño de grano del material. La literatura (ej., [3,11]) presenta resultados similares en otros aceros.
- Los valores de L también explican por qué no se ha observado el radio crítico: el tamaño de este último parámetro tiene el mismo orden de magnitud de L , por lo que los radios de entalla considerados en este trabajo quedan muy por encima del mismo.

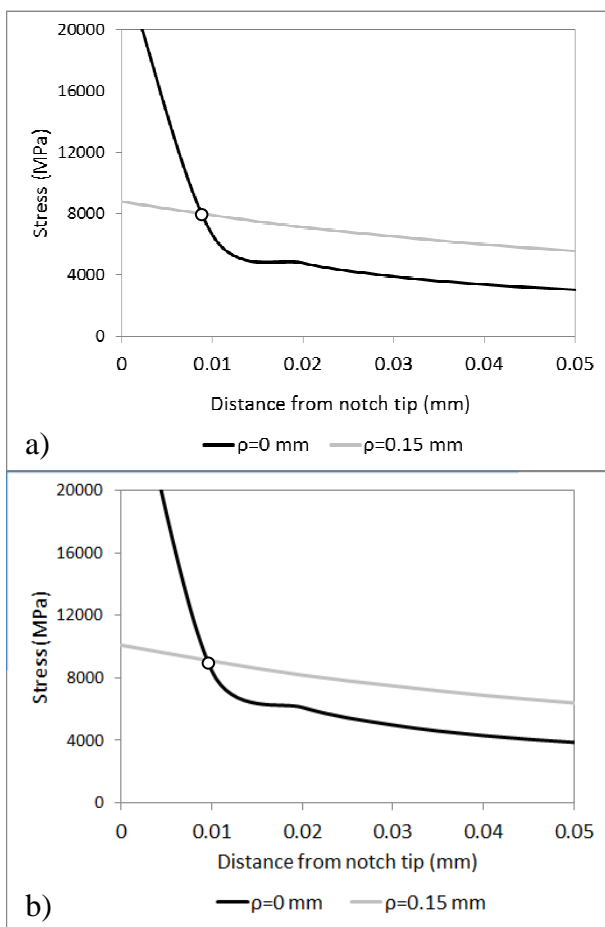


Figura 5. Calibración de los parámetros de la TDC a partir de los perfiles tensionales y de la aplicación del MP: a) -120°C ; b) -90°C .

Tabla 2. Parámetros de la TDC obtenidos a las dos temperaturas de ensayo analizadas.

	T ($^{\circ}\text{C}$)	L (mm)	σ_0 (MPa)
S275JR	-120	0.0176	8000
	-90	0.0190	9125

4. PREDICCIONES DEL EFECTO ENTALLA DE LA TDC

Una vez conocido el valor de L a cada temperatura es posible aplicar las ecuaciones (5) y (6) y determinar las estimaciones de tenacidad aparente a fractura

proporcionadas por la TDC. La Figura 6 muestra dichas estimaciones y su comparación con los resultados experimentales.

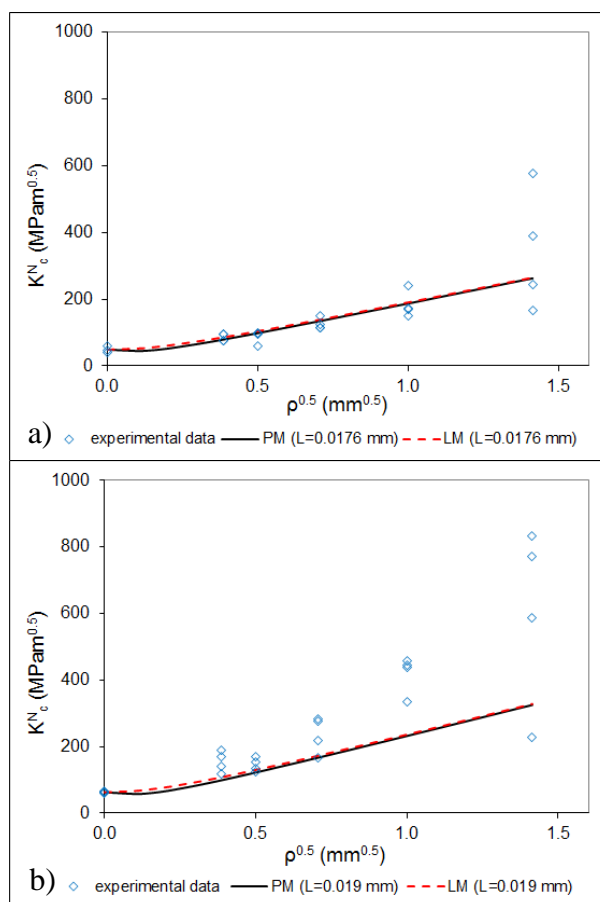


Figura 6. Estimaciones de tenacidad aparente del MP y del ML, y comparación con los resultados experimentales: a) -120°C ; b) -90°C .

Puede observarse como las predicciones del MP y del ML son muy similares, y como ambas proporcionan buenas predicciones de la tenacidad aparente a fractura. Las predicciones son, además, generalmente conservadoras. Para los mayores radios de (i.e., 2.0 mm) las predicciones son menos ajustadas y más conservadoras, lo cual puede venir causado por el hecho de que las ecuaciones (5) y (6) provienen del campo elástico-lineal de tensiones y, sin embargo, las probetas con dichos radios experimentan un comportamiento notablemente no lineal en rotura.

5. ANÁLISIS DE LOS MICROMECHANISMOS DE ROTURA

Para acabar con el análisis realizado en este trabajo se realizó un estudio de las superficies de fractura de las probetas ensayadas. Como ejemplo se muestran los resultados a 90°C (Figura 7), en donde puede observarse una evolución en los micromecanismos de fractura, con el desarrollo de procesos de fractura dúctiles en el

fondo del defecto a medida que aumenta el radio de entalla.

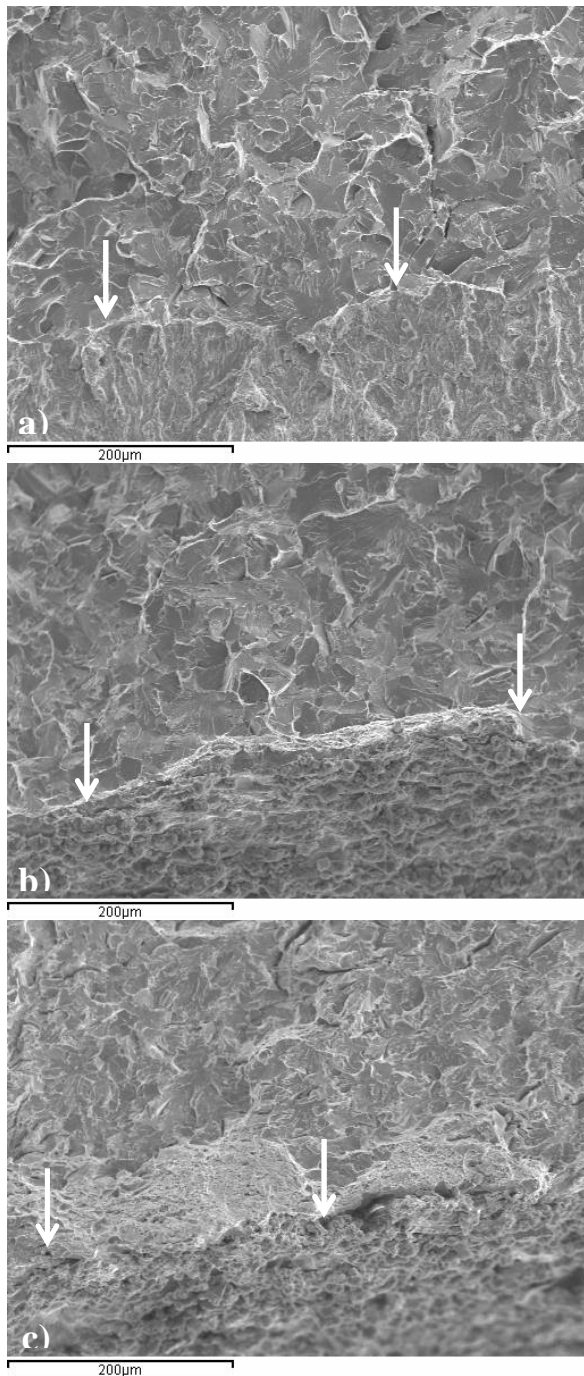


Figura 7. Micromecanismos de rotura observados a -90°C: a) $\rho=0$ mm; b) $\rho=0.5$ mm; c) $\rho=2.0$ mm.

6. CONCLUSIONES

En este artículo ha quedado analizado el efecto entalla en el Lower Shelf del acero S275JR. Igualmente se ha validado la capacidad de la Teoría de las Distancias Críticas para estimar la tenacidad aparente a fractura en dichas condiciones y se ha observado cómo el efecto entalla viene acompañado de una evolución en los micromecanismos de fractura, que van siendo

sucesivamente más dúctiles a medida que aumenta el radio de entalla.

AGRADECIMIENTOS

Los autores de este trabajo desean agradecer al Ministerio de Economía y Competitividad del Gobierno de España la financiación del proyecto MAT2010-15721, (subprograma MAT): “Análisis de Integridad Estructural en Defectos Tipo Entalla”, de cuyos resultados se deriva este artículo.

REFERENCIAS

- [1] Griffith, A.A., “The phenomena of rupture and flow in solids”, *Phil. Trans. R. Soc. London. A* 221, pp. 163-198, 1920.
- [2] Pluvinage, G., “Fatigue and fracture emanating from notch; the use of the notch stress intensity factor”, *Nucl Eng and Des*, 185, pp. 173-184, 1998.
- [3] Taylor, D., *The theory of critical distances: a new perspective in fracture mechanics*, Elsevier, 2007.
- [4] Taylor, D., Merlo M, Pegley R, Cavatorta, M.P. “The effect of stress concentrations on the fracture strength of polymethylmethacrylate”, *Mater Sci Engng*, A382, pp. 288-294, 2004.
- [5] Neuber, H., *Theory of notch stresses: principles for exact calculation of strength with reference to structural form and material*. Berlin: Springer Verlag; 1958.
- [6] Peterson, R.E., “Notch sensitivity”. In: Sines G, Waisman JL, eds. *Metal fatigue*. New York, McGraw Hill (1959), pp. 293-306.
- [7] Wallin, K., “The scatter in K_{Ic} results”, *Engineering Fracture Mechanics*, 19, pp. 1085-1093, 1984.
- [8] ASTM E112-12, Standard test methods for determining average grain size, ed. by American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 2012.
- [9] ASTM E1921-03, Standard test method for determination of reference temperature, T_0 , for ferritic steels in the transition range, ed. by American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 2003.
- [10] ASTM E1820-11, Standard test method for measurement of fracture toughness, ed. by American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 2011.
- [11] Wilshaw, T.R., Rau, C.A., Tetelman, A.S., “A general model to predict the elastic-plastic stress distribution and fracture strength of notched bars in plane strain bending”, *Eng. Fract. Mech*, 1, pp. 191-196, 1968.